



日 本 国 特 許 庁

PATENT OFFICE
JAPANESE GOVERNMENT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日

Date of Application:

1 9 9 5 年 9 月 1 4 日

出 願 番 号

Application Number:

平成 7 年特許願第 2 3 6 5 0 1 号

出 願 人

Applicant (s):

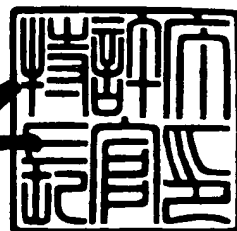
宇部興産株式会社

CERTIFIED COPY OF
PRIORITY DOCUMENT

1 9 9 6 年 4 月 5 日

特許庁長官
Commissioner,
Patent Office

清川 佑



【書類名】 特許願

【整理番号】 KT-P950908

【提出日】 平成 7年 9月14日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 B22D 17/00
B22D 21/04

【発明の名称】 半熔融金属の成形方法

【請求項の数】 10

【発明者】

【住所又は居所】 山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地
宇部興産株式会社 宇部機械製作所内

【氏名】 原田 康則

【発明者】

【住所又は居所】 山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地
宇部興産株式会社 宇部機械製作所内

【氏名】 佐々木 寛人

【発明者】

【住所又は居所】 山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地
宇部興産株式会社 宇部機械製作所内

【氏名】 安達 充

【特許出願人】

【識別番号】 000000206

【氏名又は名称】 宇部興産株式会社

【代表者】 長廣 眞臣

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 012254

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 半熔融金属の成形方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形するプロセスにおいて、該断熱容器内で保持された半熔融金属の上面を注湯直後から成形温度までの間に金属もしくは非金属の治具により除去した後、該半熔融金属を射出スリーブ内に挿入して加圧成形することを特徴とする半熔融金属の成形方法。

【請求項2】 結晶核の生成方法は、液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることとする請求項1記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項3】 溶湯に接触させる治具は、金属製治具または非金属製治具、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製治具、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製治具とし、かつ、該治具の内部あるいは外部から該治具を冷却することができるようにした請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項4】 結晶核の生成を、治具または断熱容器のいずれか、もしくは両方に接触する合金溶湯に振動を与えることとする請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項5】 合金を、最大固溶限内組成のアルミニウム合金または最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金とした請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項6】 合金を、最大固溶限内組成のマグネシウム合金とした請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項7】 アルミニウム合金を、Bを0.001%～0.01%、Tiを0.005%～0.3%を添加したアルミニウム合金とした請求項5記載の半

溶融金属の成形方法。

【請求項8】 マグネシウム合金を、Srを0.005%~0.1%添加したマグネシウム合金、またはSiを0.01%~1.5%およびSrを0.005%~0.1%添加したマグネシウム合金、またはCaを0.05%~0.30%添加したマグネシウム合金とした請求項6記載の半溶融金属の成形方法。

【請求項9】 液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したアルミニウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐ請求項7記載の半溶融金属の成形方法。

【請求項10】 液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したマグネシウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐ請求項8記載の半溶融金属の成形方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は半溶融金属の成形方法に係り、特に、結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間~60分間保持することにより、液中に微細な初晶を発生させてから加圧成形する半溶融金属の成形方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

チクソキャスト法は、従来の鋳造法に比べて鋳造欠陥や偏析が少なく、金属組織が均一で、金型寿命が長いことや成形サイクルが短いなどの利点があり、最近注目されている技術である。この成形法(A)において使用されるピレットは、半溶融温度領域で機械攪拌や電磁攪拌を実施するか、あるいは加工後の再結晶を利用することによって得られた球状化組織を特徴とするものである。これに対して、従来鋳造法による素材を用いて半溶融成形する方法も知られている。これは、例えば、等軸晶組織を発生しやすいマグネシウム合金においてさらに微細な結

晶を生じせしめるためにZrを添加する方法(B)や炭素系微細化剤を使用する方法(C)であり、またアルミニウム合金において微細化剤としてAl-5%Ti-1%B母合金を従来の2倍~10倍程度添加する方法(D)であり、これら方法により得られた素材を半溶融温度域に加熱し初晶を球状化させて成形する方法である。また、固溶限以内の合金に対して、固相線近くの温度まで比較的急速に加熱した後、素材全体の温度を均一にし局部的な溶融を防ぐために、固相線を超えて材料が柔らかくなる適当な温度まで緩やかに加熱して成形する方法(E)が知られている。

一方、ピレットを半溶融温度領域まで昇温し成形する方法と異なり、球状の初晶を含む融液を連続的に生成し、ピレットとして一旦固化することなく、そのままそれを成形するレオキャスト法(F)が知られている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、上述した(A)の方法は攪拌法や再結晶を利用する方法のいずれの場合も煩雑であり、製造コストが高くなる難点がある。また、マグネシウム合金においては(B)の方法の場合には、Zrが高くコスト的に問題であり、(C)の方法では、炭化物系微細化剤を使用してその微細化効果を十分に発揮させるためには、酸化防止元素であるBeを、例えば、7ppm程度に低く管理する必要がある、成形直前の加熱処理時に酸化燃焼しやすく、作業上不都合である。

一方、アルミニウム合金においては、単に微細化剤を添加するだけでは500 μ m程度であり、100 μ m以下の微細な結晶粒の組織を得ることは容易ではない。このため、多量に微細化剤を添加する方法(D)があるが、微細化剤が炉底に沈降しやすく工業的には難しく、かつコストも高い。さらに(E)の方法では、固相線を超えてから緩やかに加熱して素材の均一加熱と球状化を図ることを特徴とするチクソ成形法が提案されているが、通常のデンドライト組織を加熱してもチクソ組織(初晶デンドライトが球状化されている)には変化しない。

しかも(A)~(E)のいずれのチクソ成形法においても半溶融成形するために、一旦液相を固化しそのピレットを再度半溶融温度領域まで昇温する必要がある、従来鑄造法に比べてコスト高になる。また、(F)の方法では、球状の初晶

を含む融液を連続的に生成供給するため、コスト的、エネルギー的にもチクソキャストよりも有利であるが、球状組織と液相からなる金属原料を製造する機械と最終製品を製造する鑄造機との設備的連動が煩雑である。

本発明は、上述の従来の各方法の問題点に着目し、ピレットを使用することなく、しかも、煩雑な方法をとることなく、簡便容易に、微細な初晶を有し、酸化物の少ない半熔融金属を得て、加圧成形することを目的とするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】

このような課題を解決するために、本発明においては、第1の発明では、結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形するプロセスにおいて、該断熱容器内で保持された半熔融金属の上面を注湯直後から成形温度までの間に金属もしくは非金属の治具により除去した後、該半熔融金属を射出スリーブ内に挿入して加圧成形することとした。

また、第2の発明では、第1の発明における結晶核の生成方法を、液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることとした。

さらに、第3の発明では、第2の発明の治具を金属製治具または非金属製治具、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製治具、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製治具とし、かつ、該治具の内部あるいは外部から該治具を冷却することができるようにした。

また、第4の発明では、結晶核の生成を、治具または断熱容器のいずれか、もしくは両方に接触する合金溶湯に振動を与えることとした。

第5の発明では、第1の発明や第2の発明の合金を、最大固溶限内組成のアルミニウム合金または最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金とした。

さらに、第6の発明では、第1の発明や第2の発明の合金を、最大固溶限内組成のマグネシウム合金とした。

また、第7の発明は、第5の発明のアルミニウム合金を、Bを0.001%～0.01%、Tiを0.005%～0.3%を添加したアルミニウム合金とした。

また、第8の発明では、第6の発明のマグネシウム合金を、Srを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはSiを0.01%～1.5%およびSrを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはCaを0.05%～0.30%添加したマグネシウム合金とした。

さらに、第9の発明は、液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したアルミニウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐこととした。

そして、第10の発明では、液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したマグネシウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐようにした。

【0005】

【発明の実施の形態】

結晶核を有する液相線以上の液体状態の合金や結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、たとえば、アルミニウム合金溶湯、マグネシウム合金溶湯を断熱効果を有する断熱容器の中で成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することによって、液中に微細かつ球状化した初晶を発生させる過程において、注湯直後から成形温度に達するまでの間に、半熔融状態の上面を金属あるいは非金属の治具により除去した後に、該合金を射出スリーブ内に挿入して加圧成形することにより、酸化物の混入が少なく、安定した機械的性質を保有する優れた成形体を得られる。

【0006】

【実施例】

以下図面に基づいて本発明の実施例の詳細について説明する。図1～図8は本発明の実施例に係り、図1は最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図、図2は最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図、図

3は球状初晶の生成から成形までの工程説明図、図4は図3に示した各工程の金属組織模式図、図5は代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図、図6は代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図、図7は本発明の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図、図8は比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図を示す。

【0007】

本発明においては、図1、図2、図5、図6に示すように、まず

(1) 液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持した最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金あるいは最大固溶限内組成のマグネシウム合金、アルミニウム合金の溶湯を、その合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させて液中に結晶核を発生させ、あるいは

(2) 液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持した結晶核の生成を促す元素を含むアルミニウム合金、マグネシウム合金の溶湯を治具を使用せず直接に、断熱効果を有する断熱容器に注ぎ、その断熱容器内において液相線温度以下でかつ共晶温度あるいは固相線温度より高い温度の状態に5秒間～60分間保持することで微細な球状の初晶を多数発生させ、所定の液相率で成形する。

所定の液相率とは、加圧成形に適する液相の量比を意味し、ダイカスト casting、スクイズ castingなどの高圧 castingでは液相率は20%～90%、好ましくは30%～70%（30%未満では素材の成形性が劣り、70%以上では素材が軟いためハンドリングが難しいばかりでなく、均一な組織が得にくくなる）とし、押出法や鍛造法では、0.1%～70%、好ましくは0.1%～50%（50%以上では組織の不均一が生じる惧れがある）とする。

また、本発明でいう断熱容器とは、金属製容器または非金属製容器とするか、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製容器、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製容器とし、かつ、該容器の内部あるいは外部から該容器の加熱または冷却が可能なものである。

【0008】

具体的には以下のとおりの手順により作業を進める。図3および図4の工程[1]においてラドル10内に入れられた完全液体である金属Mを工程[2]にお

いて、(a) 冷却用治具 20 を用いて低温溶湯（必要に応じて結晶核生成を促進する元素も添加）から結晶核を発生させ断熱効果を有するセラミック製容器 30 に注ぐ、または、(b) 微細組織生成促進元素を含む融点直上の低温溶湯を直接、断熱効果を有する断熱容器 30（セラミックコーティング金属容器 30A）に注ぐ、のいずれかの方法により多数の結晶核を含む液相線直下の合金を得る。つぎに工程 [3] において、該断熱容器 30（または 30A）において該合金を半溶融状態で保持する。この間、導入された結晶核から極微細な非デントライト状の初晶が生成し（[3] - a）、融体の温度低下に伴う固相率の増加につれて球状の初晶として成長する（[3] - c）。そして、この工程の終わりには、半溶融金属の上面に生じた酸化物 W を金属または非金属の治具を用いて除去する。

このようにし得られた所定の液相率を有する金属 M を例えば [3] - d のようにダイキャストの射出スリーブ 40 に挿入した後、ダイカストマシンの金型キャビティ 50 a 内で加圧成形して成形品を得る。

【0009】

図 1、図 2、図 3、図 4 に示す本発明と従来のチクソキャスト法、レオキャスト法、の違いは図より明らかである。すなわち、本発明では従来法のように、半溶融温度領域で晶出したデンドライト状の初晶を機械攪拌や電磁攪拌で強制的に破碎球状化することではなく、液中に導入された結晶核を起点として半溶融温度領域での温度低下とともに晶出、成長する多数の初晶が合金自身が持っている熱量により（必要に応じて外部から加熱保持されることもありうる）連続的に球状化されるものであり、また、チクソキャスト法におけるビレットの再昇温による半溶融化の工程が省かれているため極めて簡便な方法である。

上述した各工程、すなわち、図 1 に示す冷却用治具 20 への注湯工程、初晶の生成、球状工程、成形工程のそれぞれにおいて設定された鑄造条件、球状化条件および成形条件や第 2 の発明、第 7 の発明、第 8 の発明、第 9 の発明、第 10 の発明で示した数値限定理由について以下に説明する。

【0010】

鑄造温度が融点に対して 300℃ 以上高ければ、あるいは治具 20 の表面温度が融点以上の場合では、

(1) 結晶の核発生が少なく、しかも、

(2) 断熱効果を有する断熱容器に注がれた時の溶湯Mの温度が液相線よりも高いために残存する結晶核の割合も低く、初晶のサイズが大きくなる。

このため、鑄造温度は液相線に対する過熱度が300℃未満とし、治具の表面温度は、合金の融点よりも低くする。なお、液相線に対する過熱度を100℃未満とすることにより、また、治具20の温度を合金Mの融点よりも50℃以上低くすることにより、より微細な初晶サイズとすることができる。治具20に溶湯Mを接触させる方法としては、治具の表面を溶湯Mを移動させる場合（傾斜した治具20へ溶湯を流す）と溶湯中を治具20が移動する場合の2種類がある。なお、ここで言う治具とは、溶湯が流下する際に冷却作用を溶湯に与えるものを言うが、これに代えて、例えば、給湯機の筒状パイプを使用してもよい。液相線直下に低下した溶湯を保持する断熱容器30は、発生した初晶を球状にし所定時間後に希望する液相率にするために、断熱効果を有するものとする。その材質は限定されるものではなく、保温性を有し、しかも、溶湯との濡れ性が悪いものが好ましい。また、通気性のあるセラミック容器を断熱容器30として使用する場合、マグネシウム合金では酸化・燃焼しやすいため、容器外部を所定の雰囲気（不活性雰囲気、減圧雰囲気など）にすることが望ましい。また、酸化防止を図るためにあらかじめ金属溶湯にBe、Caを添加することが望ましい。なお、断熱容器30の形状は筒状に限定されるものではなく、その後の成形法に適した形状が可能である。また、断熱容器でなくセラミック製の射出スリーブへ直接投入するようにしてもよい。その断熱容器30での保持時間が5秒未満であれば、希望する液相率を示す温度にすることが容易ではなく、また球状の初晶を生成することが困難である。一方、保持時間が60分を超えると生成した球状初晶や共晶組織が粗くなり機械的性質が低下する。このため保持時間は5秒～60分とする。なお、高圧鑄造では成形直前の液相率が20%未満であれば成形時の変形抵抗が高く良好な品質の成形品を得ることが容易でない。また90%を超えると均一な組織を有する成形品を得ることができない。このため、前述したとおり成形時の液相率は20%～90%とすることが好ましい。さらに、実質の液相率を30%～70%にすることにより、さらに均質でかつ高品質の成形材を容易に加圧成形で

きる。また、共晶組成に近いAl-Si系合金を成形する場合、断熱容器内において共晶Siを発生させ、液相率を80%以内に低下させる必要がある時は、Siの改良元素であるNaやSrなどを添加することは、共晶Siを微細化し延性を向上させるのに好都合である。加圧成形する手段としては、スクイズ鑄造法やダイキャスト鑄造法に代表される高圧鑄造法に限定されるものではなく、押出法、鍛造法などの加圧成形する種々の方法が含まれる。

【0011】

溶湯Mを接触させる治具20は、溶湯の温度を低下させることができるものであればその材質を限定するものではないが、特に熱伝導率の高い銅、銅合金、アルミニウム、アルミニウム合金などの金属で、しかも一定の温度以下に維持できるように冷却管理された治具20は結晶核を多く生成するので好ましい。なお、溶湯Mが治具20に接触した時に固体状に金属が治具20に付着するのを防ぐために非金属材料を塗布するのは効果的である。塗布する方法としては、機械的、化学的、あるいは物理的方法のいずれでも構わない。

【0012】

治具20に溶湯Mを接触させることにより結晶核を多数含む液相線以下の半溶融合金を得ることは可能であるが、(1)さらに多数の結晶核を発生させ均一で微細な球状組織を得るために、あるいは、(2)液相線に対する過熱度を100℃未満にした溶湯を用いて、治具に接触させることなく結晶核を多数含む液相線以下の半溶融合金を得るために、アルミニウム合金においてはTi、Bを添加し、またマグネシウム合金においてはSr、Si、Caを添加する。Tiが0.005%未満では微細化効果は小さく、0.30%を超えれば粗大なTi化合物が発生し延性が低下するので、Tiは0.005%~0.30%とする。BはTiと相俟って微細化を促進するが0.001%未満であれば微細化効果は小さく、0.02%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないので、Bは0.001%~0.02%とする。Srが0.005%未満であれば、微細化効果は小さく、0.1%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないのでSrは0.005%~0.1%とする。0.005%~0.1%のSrに0.01%~1.5%のSiを複合添加することにより、Sr単独添加よりもさらに微細な結晶

粒が得られる。Caが0.05%未満では微細化効果は小さく、0.30%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないのでCaは0.05%~0.30%とする。

なお、治具20を用いずに微細球状の初晶を得る場合には、液相線に対する過熱度を100℃未満にするのは、断熱効果を有する断熱容器30に注いだ合金を、結晶核を有する液体状態、または結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態にするためである。注がれた断熱容器30内の溶湯の温度が高ければ、所定の液相率まで温度が低下するために時間がかかりすぎ能率が悪い。また注がれた溶湯Mの湯面が酸化されたり、あるいは燃焼したりするために不都合である。

表1に成形前の半熔融金属の条件および成形材の品質を示す。成形は図3に示すように半熔融金属をスリーブ内に挿入し、その後スクイズ鑄造機を用いて行なった。成形条件は、加圧力950kgf/cm²、射出速度1.5m/s、製品キャビティ形状100×150×10、金型温度230℃とした。

【0013】

【表1】

		成形前の半溶融金属の条件						成形材の品質					備 考
No		鋳造 温度 (℃)	冷却治 具の有 無	冷却治 具の温 度(℃)	容器内 メタル 温度 (℃)	保持時 間 (分)	成形直 前の液 相率 (%)	内部 偏析	初晶 サイズ (μm)	不定形 初晶の 量	共晶の サイズ	外 観	
比 較	1 AC4CH	625	有	622	618	5	60	×	280	×	○	△	治具の温度が高い
	2 AC4CH	950	有	30	730	20	60	×	450	×	○	○	鋳造温度が高い
	3 AC4CH	680	有	30	622	65	15	○	180	○	×	×	保持時間が長い
例	4 AC4CH-0.15%Ti-0.005%B	630	有	30	613	0.04	95	×	※1		○	○	保持時間が短い、液相率高い
	5 AC4CH	630	有	30	610	2	60	×	※2		○	×	常温の金属製容器も使用し場合は
	6 AC4CH-0.15%Ti-0.005%B	630	有	30	611	1	92	×	※2		○	○	保持時間が短い、液相率高い
本 発 明	7 AC4CH	630	無	—	620	5	60	×	290	×	○	△	微細化剤なし
	8 AC4CH-0.15%Ti-0.005%B	630	有	30	612	6.5	55	○	55	○	○	○	
	9 AC4CH	630	有	30	611	12	45	○	70	○	○	○	
例	10 AC4CH-0.15%Ti-0.005%B	630	有	400	614	5.5	60	○	85	○	○	○	
	11 AC4CH-0.15%Ti-0.010%B	850	有	25	613	6	60	○	75	○	○	○	水冷冷却治具を使用
	12 AC4CH-0.15%Ti-0.015%B	630	無	—	620	15	35	○	115	○	○	○	治具無し
	13 AC7A	660	有	30	632	5.7	50	○	80	○	○	○	
	14 7075	650	有	30	620	1.5	80	○	90	○	○	○	
	15 AZ91	620	有	30	590	4.2	55	○	85	○	○	○	
	16 AZ91-0.4%Si-0.01%Sr	620	有	30	590	4.3	55	○	75	○	○	○	
	17 AZ91-0.15%Ca	620	無	30	590	4.5	55	○	120	○	○	○	治具無し
	18 AC4CH-0.15%Ti-0.015%B	630	無	—	620	5	60	○	95	○	○	○	振動(100Hz、振幅0.1mm)

* AC4CH: Al-7% Si-0.35%Mg 融点 615℃ ※1 デンドライト状の初晶 外観: ○良、△並、×悪い 偏析: ○少ない、×多い
 * 7075: Al-4.5% Zn-1.1%Mg 融点 840℃
 * AZ91: Mg-9% Al-0.7%Zn 融点 595℃ ※2 球状の初晶 (デンドライト状の初晶含む) 不定形初晶の量: ○少ない、×多い 共晶のサイズ: ○微細、×粗い
 * AC7A: Al-5% Mg-0.4%Mn 融点 635℃

【0014】

比較例1では、溶湯Mを接触させる治具20の温度が高すぎるために結晶核の発生が少なく、このために微細球状の初晶が得られず、図8に示すような粗大な不定形の初晶しか得られない。比較例2では鑄造温度が高すぎるために、セラミック製容器30内において残存する結晶核がほとんどないため比較例1と同様な現象を示す。比較例3では保持時間が長いために液相率が少なく外観がよくない。また、初晶サイズも大きい。比較例4ではセラミック製容器30内での保持時間が短くしかも液相率が高いために、成形品内部の成分偏析が多い。比較例5では断熱効果の小さい金属容器を使用したために、断熱容器30の内壁に生成したデンドライト状の凝固層が容器中心部に生成された球状初晶に混在することになり、偏析を含む不均質な組織を示す。比較例6では液相率が高いために比較例4と同様な現象を示す。比較例7では治具20を使用しない場合であるが、微細化剤を含まない合金であるため、結晶核の発生が少なく、比較例1と同様な現象を示す。

一方、本発明例8～18では、図7に示すような150 μ m以下の微細な球状の初晶を有する均質な組織が得られ、しかも良好な外観の成形体を得られる。

また、表2は酸化物の除去の有無の成形品に及ぼす結果を示したもので、表2によれば、比較例21、22に比べて、本発明例23～26が良好な結果を示している。

【0015】

【表2】

No	成形前の半熔融金属の条件							成形材の品質		
	鋳造温度(°C)	注湯直後の温度(°C)	成形直前の温度(°C)	保持時間(分)	保持容器		金属の上面を除去するの用に用いた治具	酸化物を除去する時期	酸化物の巻込み	引張強度(MPa)
					温度(°C)	材質				
比較例 21	AC4CH 630	614	585	7.1	50	セラミック	-	-	×	291
22	AC4CH 630	615	585	14	300	セラミック	-	-	×	288
23	AC4CH 630	614	585	6.8	50	セラミック	アルマー加工した鉄製治具にBNコーティング	注湯直後	○	315
24	AC4CH 630	616	585	7.2	50	セラミック	セラミック	成形温度直前	○	322
25	AC4CH 630	617	585	15	300	セラミック	アルマー加工した鉄製治具にBNコーティング	注湯直後	○	315
26	AC4CH 630	615	585	14	300	セラミック	セラミック	成形温度直前	○	318

※結晶核生成用冷却治具(30°C)を用いた。
 ※断熱性セラミック保持容器の主成分は特殊ケイ酸カルシウムである。

※酸化物の巻込みは抗折試験により観察した。

※引張試験は1条件につき4本行なった。

※酸化物の巻込み：○印 非常に少ない
 ×印 少しある

【0016】

【発明の効果】

以上説明したことからも明らかなように、本発明に係る半熔融金属の成形方法では、(1)結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中

において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、あるいは(2)液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることにより結晶核を発生させて、微細かつ球状化した初晶を該合金の液中に発生させ、所定の液相率になった半溶融状態の該合金を成形用金型に供給して加圧成形することにより、従来の機械攪拌法、電磁攪拌法によらず、簡便容易に、かつ、低コストで微細かつ球状の組織を有する成形体を得られる。

また、液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持した結晶核の生成を促す元素を含むアルミニウム合金溶湯、マグネシウム合金溶湯を治具を使用せず直接に、断熱容器の中に注ぎ、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、同様に、微細かつ球状化した初晶を発生させることができる。

また、このようにして得られた金属溶湯を射出スリーブに入れて金型キャビティ内に射出充填する前に、空気界面に触れて発生する金属溶湯の上面を除去することにしたので、酸化物等の不純物のない成形品を得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】

最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図である。

【図2】

最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図である。

【図3】

球状初晶の生成から成形までの工程説明図である。

【図4】

図3に示した各工程の金属組織模式図である。

【図5】

代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図である。

【図6】

代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図である。

【図7】

本発明例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【図8】

比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【符号の説明】

10 ラドル

20 冷却用治具

30 断熱容器（セラミック製容器）

30A セラミックコーティング金属容器

40 射出スリーブ

50 金型

50a 金型キャビティ

M 金属（溶湯）

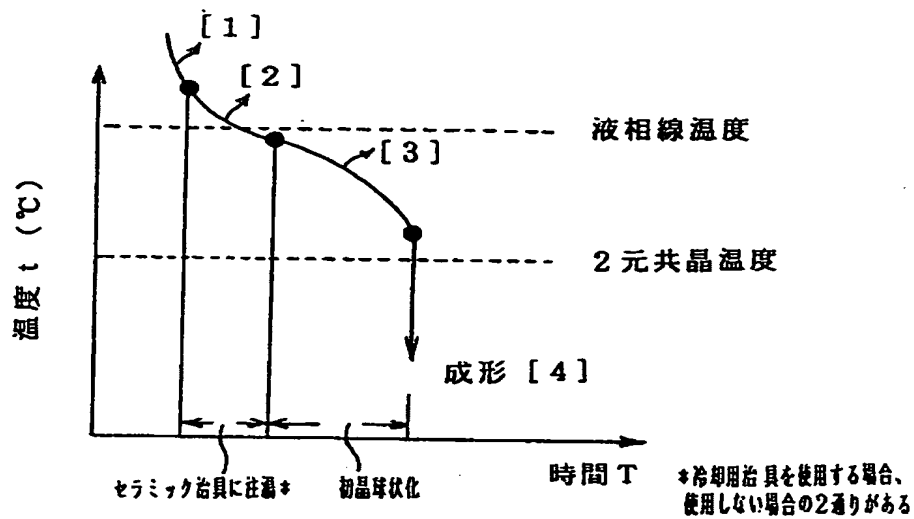
W 酸化物

t 温度

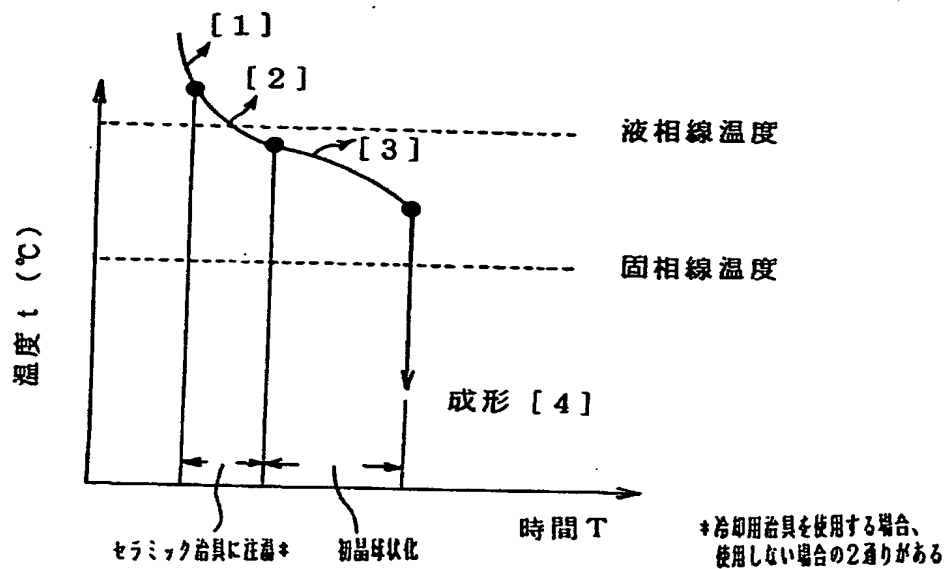
T 時間

【書類名】 図面

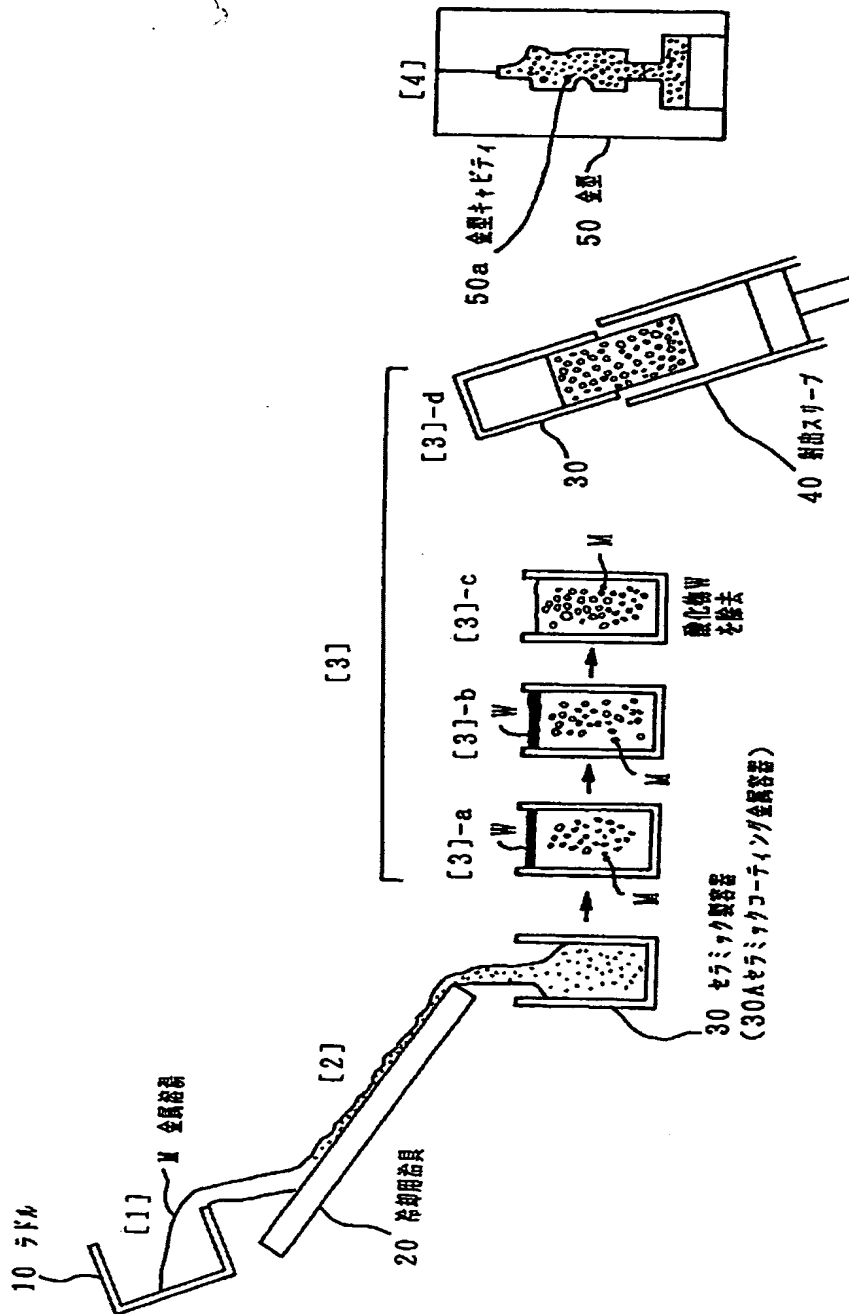
【図1】



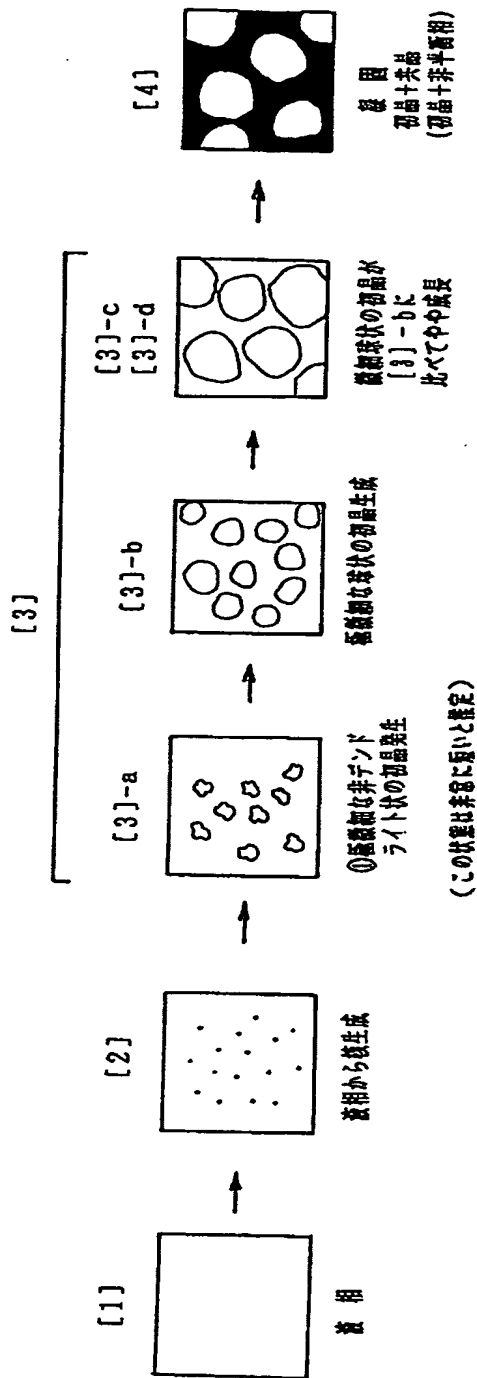
【図2】



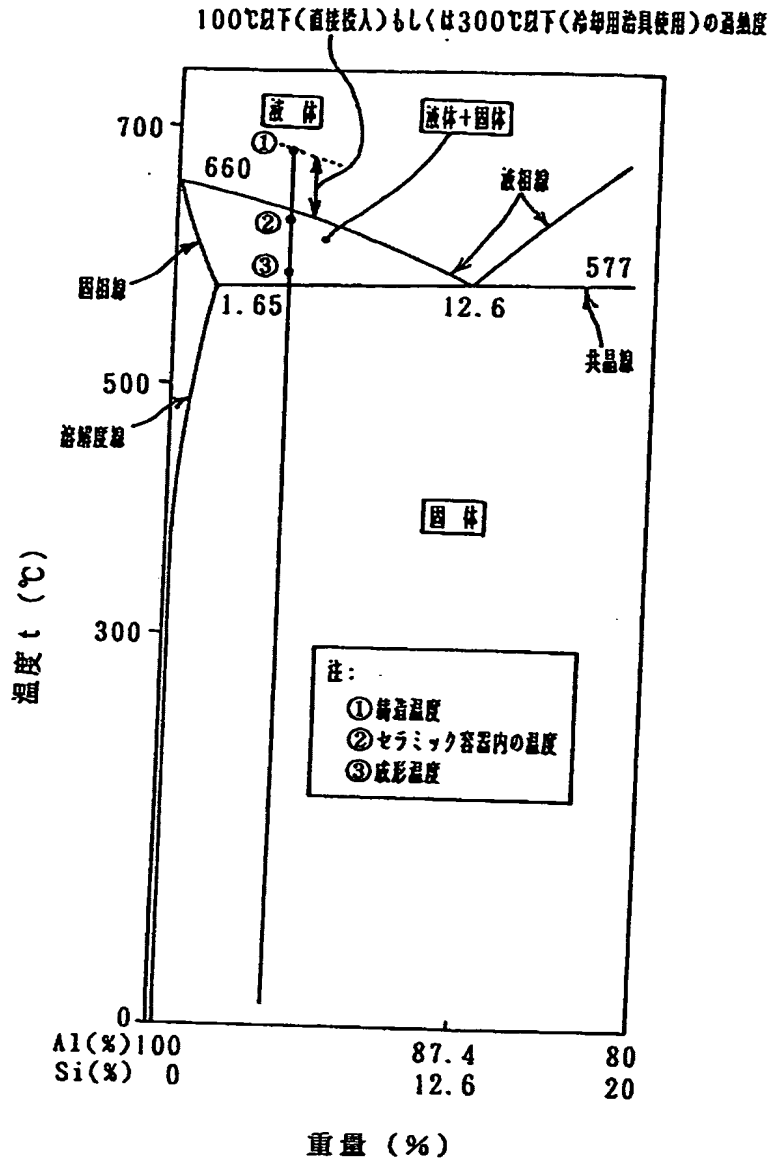
【図3】



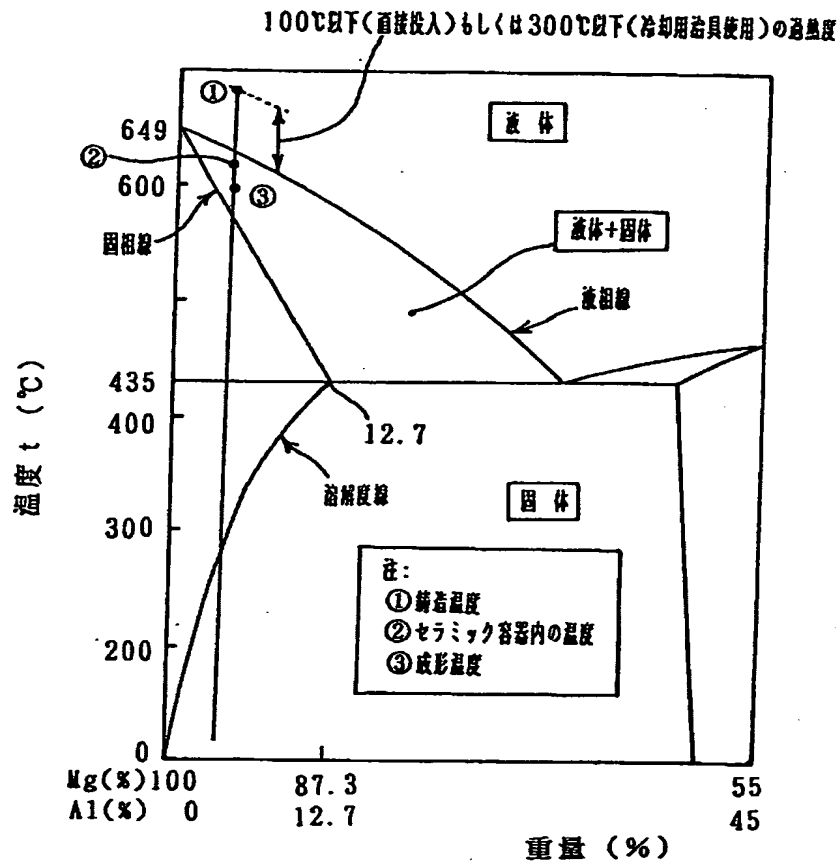
【図 4】



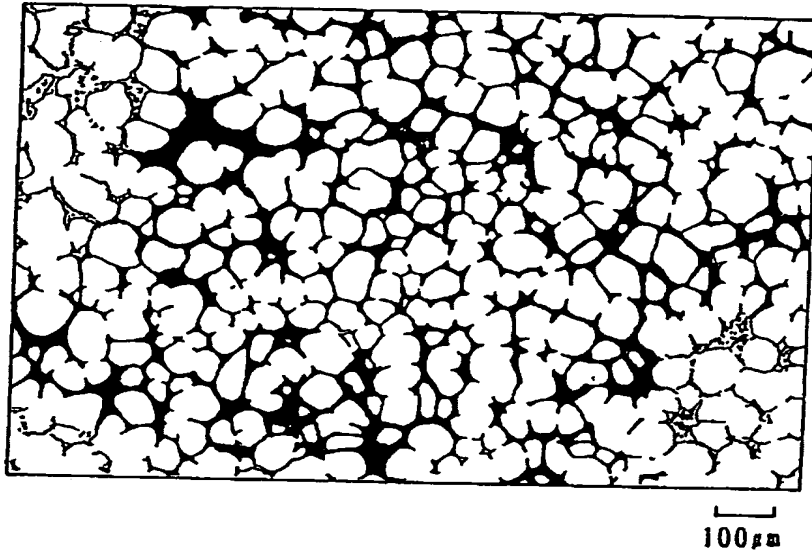
【図5】



【図6】



【図7】



【図8】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 従来の機械攪拌法や電磁攪拌法によらず、簡便容易に、かつ、低コストで微細かつ球状のチクソ組織を有する成形体が得られる半熔融金属の成形方法を提案するものである。

【解決手段】 結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、溶湯の上面の酸化物を除去したうえ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形するものである。

【選択図】 図3

【書類名】

職権訂正データ

【訂正書類】

特許願

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

申請人

【識別番号】

000000206

【住所又は居所】

山口県宇部市西本町1丁目12番32号

【氏名又は名称】

宇部興産株式会社

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000000206]

1. 変更年月日 1990年 8月28日

[変更理由] 新規登録

住 所 山口県宇部市西本町1丁目12番32号

氏 名 宇部興産株式会社